

PATENT ABSTRACTS OF JAPAN

(11)Publication number : 2003-193192
 (43)Date of publication of application : 09.07.2003

(51)Int.Cl. C22C 38/00
 C21D 9/46
 C22C 38/06
 C22C 38/14

(21)Application number : 2001-394003

(22)Date of filing : 28.12.2001

(71)Applicant : NIPPON STEEL CORP

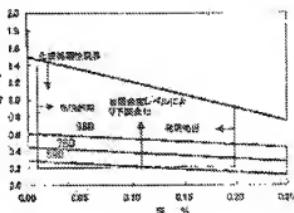
(72)Inventor : MIZUTANI MASAAKI
 OKAMOTO TSUTOMU
 TANIGUCHI YUICHI
 FUJITA NOBUHIRO

(54) HIGH STRENGTH STEEL SHEET HAVING EXCELLENT FORMABILITY AND CHEMICAL CONVERTIBILITY AND PRODUCTION METHOD THEREFOR

(57)Abstract:

PROBLEM TO BE SOLVED: To realize a high strength steel sheet which has excellent formability and chemical convertibility, and to realize a production method therefor on an industrial scale.

SOLUTION: The high strength steel sheet having excellent formability and chemical convertibility has a composition containing by mass, 0.01 to 0.30% C, 0.005 to 0.2% Si, 0.1 to 2.2% Mn, 0.001 to 0.006 P, 0.001 to 0.018 S, 0.0005 to 0.011 N, and 0.25 to 1.8% Al, and the balance Fe with inevitable impurities, and in which the mass% of Si, Mn, and Al also satisfy the following inequality (A), and has a metallic structure containing ferrite and martensite: $(0.0012 \times [\text{TS objective value}] - 0.29 \times [\text{Si}]) / 1.45 < \text{Al} < 1.5 - 3 \times [\text{Si}]$ (A); wherein [TS objective value] is the set value of the strength of the steel sheet with Mpa as a unit, and [Si] is the mass% of Si.



LEGAL STATUS

[Date of request for examination] 19.08.2003

[Date of sending the examiner's decision of rejection]

[Kind of final disposal of application other than the examiner's decision of rejection or application converted registration]

[Date of final disposal for application]

[Patent number] 3762700

[Date of registration] 20.01.2006

[Number of appeal against examiner's decision]

[of rejection]

[Date of requesting appeal against examiner's
decision of rejection]

[Date of extinction of right]

(19) 日本国特許庁 (JP)

(12) 公開特許公報 (A)

(11) 特許出願公開番号

特開2003-193192

(P2003-193192A)

(43) 公開日 平成15年7月9日 (2003.7.9)

(61) Int.Cl.*
 C 22 C 38/00
 C 21 D 9/46
 C 22 C 38/06
 38/14

識別記号

301

P I

テテコト (参考)

C 22 C 38/00 301 U 4K037
 C 21 D 9/46 H
 C 22 C 38/06 38/14

審査請求 未請求 請求項の数 6 O.L. (全 7 頁)

(21) 出願番号 特願2001-394003(P2001-394003)

(22) 出願日 平成13年12月26日 (2001.12.26)

(71) 出願人 00000000000
 新日本製鐵株式会社
 京都市千代田区大手町2丁目6番3号(72) 発明者 水谷 政明
 愛知県東海市東海町5-3 新日本製鐵株式会社名古屋製鐵所内(73) 発明者 同上
 愛知県東海市東海町5-3 新日本製鐵株式会社名古屋製鐵所内(74) 代理人 100097995
 弁護士 松本 悅一 (外1名)

最終頁に終く

(54) 【発明の名稱】 成形性と化成処理性に優れた高強度鋼板およびその製造方法

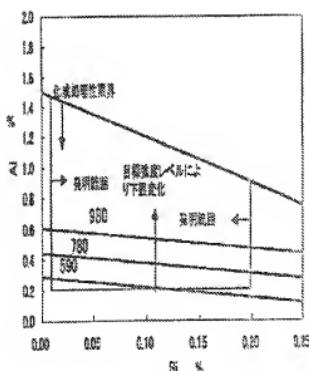
(57) 【要約】

【概要】 成形性と化成処理性に優れた高強度鋼板およびその製造方法を工業的規模で実現する。

【解決手段】 質量比で、C : 0.01～0.30%、Si : 0.005～0.2%、Mn : 0.1～2.2%、P : 0.001～0.06%、S : 0.001～0.01%、N : 0.0005～0.01%、A1 : 0.2%～1.3%を含有し、残存Pnおよび不可逆不純物からなり。さらに、Si、Mn、A1の質量比が、下記(A)式を満足し、金属組織がフェライトとマルテンサイトを含有することを特徴とする成形性と化成処理性に優れた高強度鋼板およびその製造方法。

(0.0012 × [TS組成の値] - 0.29 - [Si]) / 1.45 < A1 < 1.5 - 3 × [Si] - 1] ・・・ (A)

ここに、[TS組成の値]は鋼板の密度換算値で単位はkg/m³、[Si]はSiの質量%



【特許請求の範囲】

【請求項1】 施設内で

C : 0.01~0.30%、

Si : 0.005~0.2%、

Mn : 0.1~2.2%、

P : 0.001~0.05%、

S : 0.001~0.01%、

(0.0012×[TS(强度)]-0.29-[Si])/1.45 < Al < 1.6~2.5 [S1] . . . (A)

ここに、[TS(强度)]は鋼板の强度設計値で単位はMPa、

[Si]はSiの質量%

【請求項2】 さらに、

V : 0.01~0.1%、

Ti : 0.01~0.2%、

Nb : 0.005~0.05%のうち1種または2種以上を含有することを特徴とする請求項1に記載の成形性と化成處理性に優れた高強度鋼板。

【請求項3】 さらに、

Mo : 0.05~0.5%を含有することを特徴とする請求項1または請求項2に記載の成形性と化成處理性に優れた高強度鋼板。

【請求項4】 さらに、

Ce : 0.0005~0.008%、

RE : 0.0005~0.005%のうち1種または2種を含有することを特徴とする請求項1乃至請求項3に記載の成形性と化成處理性に優れた高強度鋼板。

【請求項5】 さらに、

B : 0.0005~0.002%を含有することを特徴とする請求項1乃至請求項4に記載の成形性と化成處理性に優れた高強度鋼板。

【請求項6】 請求項1乃至請求項5に記載の高強度鋼板の製造方法であって、焼鍊工程においてAl:以上+Cr:1以上+Mn:1.0~1.5%以下の温度域にて加熱し、3~5秒以上30分以下保持した後、1~10%/s以上の冷却速度で500~550°C以下の温度域まで冷却することを特徴とする成形性と化成處理性に優れた高強度鋼板の製造方法。

【発明の詳細な説明】

【0001】

【発明の属する技術分野】 本発明は、成形性と化成處理性に優れた高強度鋼板およびその製造方法に関する。

【0002】

【従来の技術】 既往、自動車の需要向上のため、車体の軽量化がより一層要求されている。車体の軽量化のためには、强度の高い鋼材を使用すれば良いが、强度が高くなるほど、プレス成形が困難となる。これは、一般に鋼材の强度が高くなるほど、鋼材の降伏応力が増大し、更に伸びが低下するからである。これに對し、伸びの改善に對しては焼鍊オーステナイトの加工誘起変形を利用した鋼板(以下TRIP鋼)などが発明されており、例えば、特開昭61-16792号公報に開示されている。しかし、通常のTRIP鋼板は、多量のSi添加が必須であり鋼

N : 0.0005~0.01%、

Al : 1.25~1.8%を含有し、強度Feおよび不可逆半延物からなり。

さらに、Si、Alの質量%と、強度の強度倍数(TS)とが、下記(A)式を満足し、

金属組織がフェライトとマルテンサイトを含有することを特徴とする成形性と化成處理性に優れた高強度鋼板。

板表面の化成處理性が悪化するため適用可能な部材は制限される。更に、残留オーステナイト鋼において高強度を確保するためには多量のC添加が必要であり、ナゲット割れ等の冷却上の問題がある。

【0003】 鋼板表面の化成處理性については、焼鍊オーステナイトTRIP鋼のSi:低減を目的とした強度が特開2000-046266号公報に開示されているが、この発明では化成處理性と屈服の向上は認められるものの、表面の成形性の改善は認めない。引張り強度800MPa以上のTRIP鋼板では、非常に高い強度応力となるためプレス成形等での形状変形性が悪化するという問題点があった。また、降伏応力を低減させる技術として、特開昭57-16532号公報に開示されているような、フェライトを含むSai Phase鋼(以下DP鋼という)が近年から知られているが、必ずしも十分な成形性および化成處理性を有していないかった。

【0004】

【発明が解決しようとする課題】 本発明は、前述のような従来技術の問題点を解決し、成形性と化成處理性に優れた高強度鋼板およびその製造方法を工業的規模で実現することを課題とする。

【0005】

【課題を解決するための手段】 まず、本発明の技術思想を説明する。本発明者は、成形性と化成處理性に優れた高強度鋼板を既に開発した結果、鋼成分の最適化、すなわち、Si、Al、Tiのバランスを特許範囲とし、特にAl添加量を調整することで、降伏応力の低いP鋼において、これまで以上の伸びを確保できる高強度鋼板を工業的に製造できることを見出した。本発明の鋼板は従来の残留オーステナイト鋼板に比する程度に延性が向上し、また、Siを低減することにより化成處理性を向上させ、さらに含金化めっきを施すことによっても特性が劣化することがない高強度鋼板を実現した。さらに、邊れ斑塊や二次加工脆性の問題が生じないように、不可避的に含まれる3%以下の残留オーステナイトを許容し、実質的に残留オーステナイトを含まないP鋼とした。本発明の高強度鋼板は、900MPaから1500MPaの引張強度が実現できる、900MPa以上の高強度鋼板にて著しい効果を差す。本発明は、以上のようないくつかの特徴を有する。特許請求の範囲に記載した以下の内容をその要旨とする。

【0006】 (1) 質量%で、C : 0.01~0.30%、S

i : 0.005~0.2%, Mn : 0.1~2.2%, P : 0.001~0.004%, S : 0.001~0.01%, Ti : 0.005~0.01%, Al : 0.25~1.8%を含有し、残部はおよび不可避不純物からなり。さらに、S, i, Mn, Alの質量%

$$[0.0012 \times (TS\text{組成}) - 0.29 - [S_i]] / 1.45 < i < 1.5 - 3[S_i] \quad \dots \cdot \{A\}$$

ここで、[TS組成]は鋼種の强度設計値で単位はMg。

[S_i]はSの質量%

(2) さらに、V : 0.01~0.1%, Ti : 0.01~0.2%, Nb : 0.005~0.005%のうち1種または2種以上を含有することを特徴とする(1)に記載の成形性と化成處理性に優れた高強度鋼板。

[0.0012] (3) さらに、Mn : 0.05~0.5%を含有することを特徴とする(1)または(2)に記載の成形性と化成處理性に優れた高強度鋼板。

(4) さらに、C : 0.005~0.005%, RE : 0.0005~0.0005%のうち1種または2種を含有することを特徴とする(1)乃至(2)に記載の成形性と化成處理性に優れた高強度鋼板。

(5) さらに、S : 0.0005~0.002%を含有することを特徴とする(1)乃至(4)に記載の成形性と化成處理性に優れた高強度鋼板。

(6) (1)乃至(5)に記載の高強度鋼板の製造方法であって、焼純工程においてA₁以上A₃+1.0~1.5%以下の温度に加熱し、3.0秒以上3.0%以下保持した後、1.0%以上の冷却速度で6.0%以下での温度域まで冷却することを特徴とする成形性と化成處理性に優れた高強度鋼板の製造方法。ここに、A₁およびA₃は換熱成分に基づいてAndrewsの式により計算される値である。

[0.0013]

【発明の実施の形態】以下に本発明の実施の形態を詳細に説明する。まず、本発明の高強度鋼板の成分および金属組織の発達経路を説明する。Pは、强度確保の観点から、またマルテンサイトを安定化する参考元素として、必須の成分である。Cが0.01~0.1%未満では強度が満足せず、またマルテンサイトが形成されない。また、0.3%を超えると、強度が上がりすぎ、延性が不足するほか、溶接性の劣化を招くため工業材料として使用できない。従って、本発明におけるCの範囲は、0.01~0.3%とし、好みとしては、0.05~0.15%である。

[0.0014] Mnは强度確保の観点で添加が必要であることに加え、炭化物の生成を遅らせる元素でありフェライトの生成に有効な元素である。Mnが0.1%未満では、強度が満足せず、またフェライトの形成が不十分となり延性が劣化する。また、Nb添加量が2~2.5%を超えると、脆性が発生し、強度上昇を招くことにより、新品のバラつきが大きくなるほか、延性が不足し工業材料として使用できなくなる。

$$[0.0012 \times (TS\text{組成}) - 0.29 - [S_i]] / 1.45 < Al < 1.5 - 3[S_i] \quad \dots \cdot \{A\}$$

ここで、[TS組成]は鋼種の强度設計値で単位はMg。

が、下記(A)式を満足し、金属組織がフェライトとマルテンサイトを含有することを特徴とする成形性と化成處理性に優れた高強度鋼板。

$$[0.0012 \times (TS\text{組成}) - 0.29 - [S_i]] / 1.45 < i < 1.5 - 3[S_i] \quad \dots \cdot \{A\}$$

がない。従って、本発明におけるMnの範囲は、0.1~2.2%とした。S_iは强度確保の観点で添加することに加え、通常、延性の確保のために添加される元素であるが、0.2%を超える添加により、化成處理性が劣化してしまう。従って、本発明におけるS_iの範囲は、0.2%以下とし、そして化成延性を差別する場合には0.1%以下が好みしい。

[0.0015] Pは鋼板の強度を上げる元素として必要な量レベルに応じて添加する。しかし、添加量が多いと粒界へ偏析するため局部延性を劣化させる。また、溶接性を劣化させる。従って、P上限値は0.05%とする。下限を0.001%としたのは、これ以上低減せることは、製鋼段階での精錬時のコストアップに繋がるためである。S_iはSを生成することで局部延性、溶接性を劣化させる元素であり、鋼中に存在しない方が好みしい元素である。従って、上限を0.01%とする。下限を0.001%としたのは、Pと同様に、これ以上低減せることは、製鋼段階での精錬時のコストアップに繋がるためである。

[0.0016] Alは本発明において最も重要な元素である。Alは添加によりフェライトの生成を促進し、延性向上に効果的に作用する他、多量添加によっても化成處理性を劣化させない元素である。また、脱酸元素としても作用する。延性を向上させるためには0.25%以上のAl添加が必須である。一方、Alを過度に添加しても上記効果は钝化し、かえって鋼を軟化させるため、その上限を1.0%とした。尚、不可避的に含まれる元素であるが、あまり多量に含有する場合は、延性を劣化させるのみならず、AIN析出量が多くなっているAl添加の効果を減少させるので、0.01%以下の含有が好みしい。また、不必要にNを低減することは製鋼工程でのコストを増大するので通常0.0005%程度以上に制限することが好みしい。

[0.0017] 焼純温度をとるために一概に多量の元素添加が必要となり、フェライト生成が抑制される。このため、組織のフェライト分率が低減し、第2相の分率が増加するため、特に980MPa以上の强度においては伸びが著しく低下する。この改善のために、Al添加、Nb添加が多く用いられるが、前者は化成處理性が劣化すること、後者は焼純組織が困難となることから、本発明の目的とする鋼板においては利用できない。そこで、本明記では脱溶後冷却した結果、Alの効果を見出し、式(A)の関係を満たすAl、Si、TSバランスを有するとき、十分なフェライト分率を確保することができ、優れた伸びを確保できることを見出した。

[S_i]はS_iの質量%である。Al添加量が[0.0012 × (TS組成)

値>0.29-[31]/7.45満足となると、抵抗を向上させるために10分でなく、1.5-31[5]を経てしまつと、化成処理性が悪化する。

【0013】本発明の金属組織がフェライトとマルテンサイトを含有することを特徴とする理由は、このような組織をとる場合は、强度値がバランスに優れた鋼板となるからである。ここでいう、フェライトは、ボリゴナルフェライト、ベイニティックフェライトを差し、マルテンサイトは通常の焼き入れにより得られるマルテンサイトの他、600°C以下の温度にて焼戻しを行ったマルテンサイトにおいても効果は変わらない。また、組織中にオーステナイトが残存すると2次加工性や導電性等が悪くなるため、本発明では不可避的に存在する3%以下の残留オーステナイトを許容し、実質的に残留オーステナイトを含まない。

【0014】V, Ti, Nbは、强度確保の目的でV: 0.01~0.1%, Ti: 0.01~0.2%, Nb: 0.006~0.05%の範囲で添加してもよい。Moは强度確保と焼入れ後に効果のある元素である。過添加量を0.05%以下では、Moの強化が効果的でないほか、Mo特有の焼き入れ性能が発揮されず、十分なマルテンサイトが形成され得る不足となる。過多のMoの添加はDPにおけるフェライト生成を抑制し、延性の劣化を招くほか、化成処理性を悪化させることがあるので、上限を0.5%とした。

【0015】CaおよびREは、介在物削除、穴吹が改善の目的で、Ca: 0.0005~0.005%, RE: 0.0005~0.005%の範囲で添加してもよい。Bは、焼入れ性確保とENによる有効AIの増大を目的として、B: 0.0005~0.002%の範囲で添加してもよい。不可避的不純物として、例えば、Snなどがあるがこれらを除く0.02質量%以下の範囲で含有しても本発明の効能を損なうものではない。

【0016】本発明の製造工程の規定範囲は次の通りである。本発明で用いる素材は通常の熱延工程を経て製造された熱延鋼板である。これらは酸洗、除油をされることはそのまま後、以下に述べる熱延型を経ることにより得られる。該熱延工工程では、まず、A1以上、A3+100°C以下の温度で焼戻す。これ未満では組織が不均一となる。一方、これ以上の温度では、オーステナイトの粗大化によりフェライト生成が抑制されるため伸びの劣

化を招く。また、延性的な点から焼戻温度は900°C以下が望ましい。この際、層状の組織を解消するためには30秒以上の保持が必要であるが、30秒を越えても効果は飽和し生産性も低下する。従って、30秒以上30分以下とする。続いて、冷却時子温度を600°C以下の温度とする。600°Cを越えるとオーステナイトが形成しやすくなり、2次加工性、遅れ破壊の問題が生じ易くなる。本発明は、この熱処理の後、六角柱性、強度の改善を目的とした、600°C以下の焼戻し処理を行っても効果は変わらない。

【0017】

【実施例】表1に示した成分組成を有する鋼を真空炉溶解にて製造し、冷却凝固炉で200°Cまで加熱し、800°Cではじめて圧延を行い、冷却後600°Cで熱延保持することで、熱延の巻刃熱処理過程を再現した。得られた熱延板を引張によりリストケールを残し、770°C×15秒の焼戻を行い、800°Cまで冷却した後、700~600°Cの温度で保持したあと、さらに室温まで冷却した。引張特性は、JIS B5619引張試験片のJIS規格にて評価し、T₅ (MPa) × E_L (%)の値が18000 MPa%を以上を良好とした。金属組織は、正電子線回折で観察した。フェライトはナイタールエッティング、マルテンサイトはレペラースッティングにより観察した。

【0018】化成処理性は、通常の自動車用薬剤である、リン酸化処理薬剤 (B: 3.0~8.0: 日本バーカーライジング社製) を用いて標準仕様にて処理したのち、化成被膜の性状を肉眼、および電子顕微鏡にて観察し、鋼板下地を被覆しているものを「O」、化成被膜に部分的に欠陥をもつものを「X」とした。表1および表2の結果から認められるように、本発明による鋼板は化成被膜性が優れ、かつついでも延性、延性バランスに優れる高強度被膜を形成できる。一方、表1の成分範囲が本発明の範囲から外れる比較例は、強度・延性バランスを示すTS×ELの値が16000 MPa%未満である、もしくは、化成処理性がXとなっている。

【表1】

三
歌
心

145

(0018)

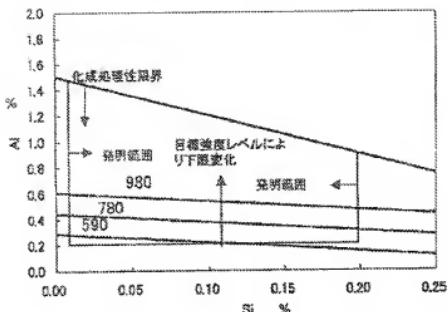
【発明の効果】本発明によれば、Si, Al, Tiのバランスを特定範囲とし、特にAl添加量を調整することで、低応力の低いIF鋼において、これまで以上の伸びが確保できる成形性と化成処理性に優れた高強度鋼板およびそ

の製造方法を工業的規模で実現することができ、産業上実用的な、新しい効果を示す。

3. 図面の簡単な説明

【図1】 A-IとS-Iの質量%と目標強度、化成処理性との関係を示す図である。

[図1]



フロントページの続き

(77)発明者 石口 裕一

愛知県瀬戸市東落合町6-9 新日本製鐵株式会社名古屋製鐵所内

(72)発明者 畠田 康弘

愛知県瀬戸市東落合町6-9 新日本製鐵株式会社名古屋製鐵所内

Fターム(参考) 4K037 EA01 EA02 EA05 EA06 EA09
 EA15 EA18 EA17 EA18 EA19
 EA23 EA25 EA27 EA21 EA22
 EA36 EB06 EB08 FJ04 FJ05
 FK02 FK03